

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-269552 ✓

(43)Date of publication of application : 05.10.1999 ✓

(51)Int.Cl.

C21D 9/46
// C22C 38/00
C22C 38/44

(21)Application number : 10-095200 ✓

(71)Applicant : NISSHIN STEEL CO LTD ✓

(22)Date of filing : 25.03.1998 ✓

(72)Inventor : SUZUKI MASAHIRO ✓
OMOSAKO KOJI ✓
HIRAMATSU TERUSHI ✓
IIHARA KATSUYUKI ✓

(54) MANUFACTURE OF MEDIUM/HIGH CARBON STEEL SHEET EXCELLENT IN STRETCH-FLANGE FORMABILITY

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a medium/high carbon steel sheet excellent in stretch- flange formability in the process passed through cold rolling.

SOLUTION: A hot rolled steel plate, which is composed of a steel containing 0.1 to 0.8 mass % C and has a metallic structure composed essentially of ferrite+pearlite structure and in which, if necessary, the pro-eutectoid ferrite area ratio (%) is regulated to a value not lower than the value of F represented by equation $F=0.4 \times (1-\text{mass \%C}/0.8) \times 100$ and also [pearlite lamellar spacing] is regulated to $\geq 0.1 \mu\text{m}$, is cold rolled at $\geq 15\%$. The resultant steel sheet is subjected to three-stage annealing which consists of a first-stage heating consisting of holding in the temperature range between $\text{Ac}1-50^\circ \text{C}$ and $<\text{Ac}1$ for $\geq 0.5 \text{ hr}$, a second-stage heating consisting of holding in the temperature range between $\text{Ac}1$ and $\text{Ac}1+100^\circ \text{C}$ for 0.5 to 20 hr, cooling at a rate of $(5 \text{ to } 30)^\circ \text{C/h}$, and a third-stage heating consisting of holding in the temperature range between $\text{Ar}1-80^\circ \text{C}$ and $\text{Ar}1$ for 2 to 60 hr.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

22.03.2005

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

* NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] It consists of steel containing C:0.1 – 0.8 mass %, and a metal texture performs 15% or more of cold rolling to the hot rolled sheet steel which is a ferrite + pearlite organization substantially. Subsequently After performing the 1st step of heating held in a – with an Ac of one to 50 degree C less than one Ac temperature requirement for 0.5 hours or more, The 2nd step of heating held for 0.5 to 20 hours and the 3rd step of heating held in the temperature requirement of Ar1–80 degree–C–Ar1 for 2 to 60 hours are performed continuously in the temperature requirement of Ac1–1+100 degree C of Ac(s). And the manufacturing method of – high-carbon-steel plate while excelling in the elongation flange nature which gives three-stage annealing which carries out the cooling rate from retention temperature to the 2nd step of retention temperature [the 3rd step of] in 5–30 degrees C/h.

[Claim 2] Consist of steel containing C:0.1 – 0.8 mass %, and a ferrite + pearlite organization is presented substantially. 15% or more of cold rolling is performed to the hot rolled sheet steel of the metal texture which is beyond the F value in which the rate of proeutectoid ferrite area (%) becomes settled by following the (1) type. Subsequently After performing the 1st step of heating held in a – with an Ac of one to 50 degree C less than one Ac temperature requirement for 0.5 hours or more, The 2nd step of heating held for 0.5 to 20 hours and the 3rd step of heating held in the temperature requirement of Ar1–80 degree–C–Ar1 for 2 to 60 hours are performed continuously in the temperature requirement of Ac1–1+100 degree C of Ac(s). And the manufacturing method of – high-carbon-steel plate while excelling in the elongation flange nature which gives three-stage annealing which carries out the cooling rate from retention temperature to the 2nd step of retention temperature [the 3rd step of] in 5–30 degrees C/h.

$$F=0.4 \times (1 - \text{mass \%C}/0.8) \times 100 \dots (1)$$

[Claim 3] Consist of steel containing C:0.1 – 0.8 mass %, and a ferrite + pearlite organization is presented substantially. 15% or more of cold rolling is performed to the hot rolled sheet steel of the metal texture whose [pearlite lamellae spacing] defined below is 0.1 micrometers or more. Subsequently After performing the 1st step of heating held in a – with an Ac of one to 50 degree C less than one Ac temperature requirement for 0.5 hours or more, The 2nd step of heating held for 0.5 to 20 hours and the 3rd step of heating held in the temperature requirement of Ar1–80 degree–C–Ar1 for 2 to 60 hours are performed continuously in the temperature requirement of Ac1–1+100 degree C of Ac(s). And the manufacturing method of – high-carbon-steel plate while excelling in the elongation flange nature which gives three-stage annealing which carries out the cooling rate from retention temperature to the 2nd step of retention temperature [the 3rd step of] in 5–30 degrees C/h.

[Pearlite lamellae spacing] : In metal texture observation of a hot-rolled-sheet-steel L-cross section The part of the pearlite to which the lamellae of a cementite is the densest within the observation visual field in which one side includes rectangle field at least 50 micrometers or more is chosen. The average thickness pitch of the cementite lamellae which adjoins each other in the pearlite part concerned is measured, and that value is set to L (micrometer), and an observation visual field is changed, and this measurement is performed a total of 10 times, and let the average of five pieces be [pearlite lamellae spacing] from a small thing among L values of ten pieces. However, the lamellae of at least three or more cementites shall choose the part of the pearlite chosen within an observation visual field from the part which has appeared almost in parallel.

[Claim 4] [Pearlite lamellae spacing] which consists of steel containing C:0.1 – 0.8 mass %, presents a ferrite + pearlite organization substantially, and is defined below by 0.1 micrometers or more 15% or more of cold rolling is performed to the hot rolled sheet steel of the metal texture which is beyond the F value in which the rate of proeutectoid ferrite area (%) becomes settled by following the (1) type. And subsequently After performing the 1st step of heating held in a – with an Ac of one to 50 degree C less than one Ac temperature requirement for 0.5 hours or more, The 2nd step of heating held for 0.5 to 20 hours and the 3rd step of heating held in the temperature requirement of Ar1–80 degree–C–Ar1 for 2 to 60 hours are performed continuously in the temperature requirement of Ac1–1+100 degree C of Ac(s). And the manufacturing method of – high-carbon-steel plate while excelling in the elongation flange nature which gives three-stage annealing which carries out the cooling rate from retention temperature to the 2nd step of retention temperature [the 3rd step of] in 5–30 degrees C/h.

$$F=0.4 \times (1 - \text{mass \%C}/0.8) \times 100 \dots (1)$$

[Pearlite lamellae spacing] : In metal texture observation of a hot-rolled-sheet-steel L-cross section The part of the pearlite to which the lamellae of a cementite is the densest within the observation visual field in which one side includes rectangle field at least 50 micrometers or more is chosen. The average thickness pitch of the cementite lamellae which adjoins each other in the pearlite part concerned is measured, and that value is set to L (micrometer), and an observation visual field is changed, and this measurement is performed a total of 10 times, and let the average of five pieces be [pearlite lamellae spacing] from a small thing among L values of ten pieces. However, the lamellae of at least three or more cementites shall choose the part of the pearlite chosen within an observation visual field from the part which has appeared almost in parallel.

[Claim 5] The manufacturing method of – high-carbon-steel plate while excelling in the elongation flange nature according to claim 1, 2, 3, or 4 which is the range whose rate of cold rolling given to hot rolled sheet steel is 15 – 50%.

[Claim 6] The manufacturing method of – high-carbon-steel plate while excelling in the elongation flange nature according to claim 1, 2, 3, 4, or 5 which steel does C:0.1–0.8 mass % content of, and restricts S to below 0.01 mass %.

[Claim 7] Steel sets to mass %. C:0.1 – 0.8%, Si:0–0.40% (additive-free is included), Mn: The manufacturing method of – high-carbon-steel plate while excelling in the elongation flange nature according to claim 1, 2, 3, 4, or 5 which is what 0.3–1.0% is contained, P is restricted 0.03% or less, T.aluminum is restricted for S to 0.1% or less 0.01% or less, and the remainder becomes from Fe and an

unescapable impurity.

[Claim 8] Steel sets to mass %. C:0.1 - 0.8%, Si:0-0.40% (additive-free is included), Mn: 0.3-1.0%, Cr:0-1.2% (additive-free is included), Mo:0-0.3% (additive-free is included), Cu:0-0.3% (additive-free is included) and nickel:0-2.0% (additive-free is included) are contained.

The manufacturing method of - high-carbon-steel plate while excelling in the elongation flange nature according to claim 1, 2, 3, 4, or 5 which is what P is restricted 0.03% or less, T.aluminum is restricted for S to 0.1% or less 0.01% or less, and the remainder becomes from Fe and an unescapable impurity.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] This invention relates to the manufacture approach for obtaining - high-carbon-steel plate, while excelling in elongation flange nature.

[0002]

[Description of the Prior Art] Since it also has the workability of extent whose C content in steel is in the annealing condition before hardening in general while hardening strengthening is possible for the so-called inside and high-carbon-steel plate of 0.1 - 0.8 mass %, autoparts are begun and it is widely used as a material of various machine parts or a bearing article. In manufacture of components, generally blanking and bending shaping may be given and further comparatively slight spinning and stretch flanging may be given. Moreover, when a part shape is complicated, 2 thru/or 3 components are welded and it is manufactured in many cases. And the components of various applications are made to these processing components through heat treatment.

[0003] However, one shaping of components and process simplification of components processing are advanced that the manufacturing cost of components should be reduced in recent years. This means that it must be more equal to high (= plastic deformation irreversible deformation is large) processing of working ratio, if it sees from a material side. That is, with the advancement of a processing technique, while being a material, higher workability has come to be required of the - high-carbon-steel plate itself. In these days, the needs of the steel plate material which can be equal not only to blanking or bending but advanced processing as which the local ductility especially of stretch-flanging processings (for example, hole expanding processing etc.) is required are increasing.

[0004] Meanwhile, by devising the processing approach or the heat treatment approach, the carbide in a steel bar is spheroidized to JP,61-15930,B, JP,5-70685,B, and JP,4-333527,A, and the technique of improving the workability of a steel bar wire rod is introduced to them. However, the improvement approach of elongation flange nature or hole expansion property that each of these poses a problem when a material is a plate for a steel bar wire rod is not clarified.

[0005] moreover — JP,8-3687,A — C — more than 0.3mass% — it contains and the rate of area which carbide occupies at 20% or less The high-carbon-steel plate for processing whose percentage of carbide with a particle size of 1.5 micrometers or more is 30% or more is shown. Make finish hot-rolling machine appearance side temperature into 750-810 degrees C as the manufacture approach, cool by below 10 degrees C / sec, and the difference of finishing temperature and coil rolling-up temperature is rolled round as 300 degrees C or less. Spheroidizing of 720 degree-Cx 20 hours is given, and after cooling to 100 degrees C with the cooling rate of 26 degrees C/Hr, the approach of carrying out air cooling and cooling to ordinary temperature is indicated. However, although this technique improves the workability of a steel plate, it is not clarified about the approach of improving the advanced workability as which the local ductility of elongation flange nature is required. Moreover, long duration is required to make carbon dissolve enough with heating of the austenite temperature region in the hardening processing after components processing in order to make 1.5 micrometers or more make carbide particle size big and rough. For this reason, application of the hardening processing by short-time heating like induction hardening becomes difficult, for example.

[0006] furthermore, in JP,8-120405,A, the element which promotes graphitization of others, Si, aluminum, N, B, calcium, etc., etc. C:0.20 to 0.60% was contained, 10 - 50% of C content has graphitized to it, and the steel organization of a cross section is specific ***** about a graphite particle 3 micrometers or more — the sheet steel excellent in the workability which is the ferrite phase which the balling-up cementite distributed is shown. The approach of hot-rolling with the finishing temperature of 750-900 degrees C, rolling round at 450-650 degrees C as the manufacture approach, and annealing at 600-720 degrees C after cold rolling etc. is shown. It is said that this sheet steel is excellent in hole expansion property and fabricating nature. However, since graphitization of content carbon is used, addition of the element which promotes graphitization is needed and it cannot apply to the inside of general marketing, and a high-carbon-steel kind widely. In addition, like a previous example, existence of a big and rough graphite particle 3 micrometers or more delays carbonaceous sufficient dissolution-ization in heating of the hardening processing after components processing, and makes difficult application of the hardening processing by short-time heating.

[0007]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] As mentioned above, while having improved "elongation flange nature" also especially in workability, although the needs of - high-carbon-steel plate are high, the technique of improving those properties in the steel plate material of a common inside and high-carbon-steel kind is not clarified. Moreover, in order to cope with such a board thickness demand mobile, as for the steel plate material for processing, it is common, although the thing of various board thickness is required according to an application to make board thickness predetermined at the process combined well to hot rolling and cold rolling. However, it is not necessarily easy to change the metal texture of a steel plate sharply and to give sufficient "elongation flange nature" stably according to conditions, at the process which combined hot rolling and cold rolling.

[0008] Then, this invention aims at offering the manufacturing method of - high-carbon-steel plate material, while "elongation flange nature" is stably improvable, enabling board thickness adjustment with a high precision by cold rolling in the steel type of - high-carbon steel while [general] not adding a special element.

[0009]

[Means for Solving the Problem] The above-mentioned purpose consists of invention of claim 1, i.e., the steel containing C:0.1 - 0.8

mass %, and a metal texture performs 15% or more of cold rolling to the hot rolled sheet steel which is a ferrite + pearlite organization substantially. Subsequently After performing the 1st step of heating held in a – with an A_c of one to 50 degree C less than one A_c temperature requirement for 0.5 hours or more, The 2nd step of heating held for 0.5 to 20 hours and the 3rd step of heating held in the temperature requirement of A_{r1} –80 degree C– A_{r1} for 2 to 60 hours are performed continuously in the temperature requirement of A_{c1} –1+100 degree C of $A_c(s)$. And while excelling in the elongation flange nature which gives three-stage annealing which carries out the cooling rate from retention temperature to the 2nd step of retention temperature [the 3rd step of] in 5–30 degrees C/h, it can attain according to the manufacturing method of – high-carbon-steel plate. Here, the A_1 transformation point (degree C) of steel [in / in A_{c1} / a temperature up process] and A_{r1} mean the A_1 transformation point (degree C) in a temperature fall process.

[0010] Especially invention of claim 2 specifies the point which is beyond the F value in which the rate of proeutectoid ferrite area (%) becomes settled by following the (1) type in the metal texture of the hot rolled sheet steel of invention of claim 1.

$F = 0.4 \times (1 - \text{mass \% C} / 0.8) \times 100 \dots (1)$

Here, “the rate of proeutectoid ferrite area (%)” is the value which surveys the amount of proeutectoid ferrites which exists in the hot rolled sheet steel concerned with means, such as microscope observation, and can be found. On the other hand, an “F value” is a value which assigns the value of C content (mass %) of a steel plate to (1) type right-hand side, and becomes settled by count.

[0011] Especially invention of claim 3 specifies the point that [pearlite lamellae spacing] defined below is 0.1 micrometers or more, in the metal texture of the hot rolled sheet steel of invention of claim 1.

[Pearlite lamellae spacing] : In metal texture observation of a hot-rolled-sheet-steel L-cross section (cross section cut almost in parallel with the hot-rolling direction) The part of the pearlite to which the lamellae of a cementite is the densest within the observation visual field in which one side includes rectangle field at least 50 micrometers or more is chosen. The average thickness pitch of the cementite lamellae which adjoins each other in the pearlite part concerned is measured, and that value is set to L (micrometer), and an observation visual field is changed, and this measurement is performed a total of 10 times, and let the average (micrometer) of five pieces be [pearlite lamellae spacing] from a small thing among L values of ten pieces. However, the lamellae of at least three or more cementites shall choose the part of the pearlite chosen within an observation visual field from the part which has appeared almost in parallel.

[0012] Although a pearlite is the organization for which cementite lamellae and ferrite lamellae made the layer by turns, [pearlite lamellae spacing] here says what was expressed at intervals of cementite lamellae. The part of the pearlite chosen within an observation visual field was used as “the part in which the lamellae of at least three or more cementites has appeared almost in parallel” for evaluating spacing of cementite lamellae appropriately in an observation flat surface in consideration of the three-dimension-gestalt of a pearlite. It is difficult for cementite lamellae to branch, or to be divided short and to express spacing of pearlite lamellae with a part in which at least three or more cementite lamellae are located in a line almost in parallel, and have not appeared quantitatively. Such a part is excepted from the measuring object. It is possible that the “parallel lamellae part” to which lamellae is the densest among “the parts in which the lamellae of at least three or more cementites has appeared almost in parallel” (henceforth an “parallel lamellae part”) seen in an observation visual field is a part to which the observation flat surface is cutting lamellae at the perpendicularly near include angle, and spacing of cementite lamellae is small especially also in the whole pearlite. Magnitude of an observation visual field is made into the magnitude in which one side includes rectangle field at least 50 micrometers or more in this invention. The “parallel lamellae part” to which lamellae is the densest among the “parallel lamellae parts” seen in the observation visual field Measurement of cementite lamellae spacing of (calling it a “selection part” hereafter) is performed about the observation visual field from which 10 differs, and let the average (micrometer) of the measured value of five pieces be [pearlite lamellae spacing] from a small thing among the measured value of these ten pieces.

[0013] Measurement of cementite lamellae spacing of the “selection part” in each observation visual field can be performed by observing the part for a high scale factor (for example, 10000 times). Spacing of cementite lamellae here is expressed with the distance of the thickness core of one cementite lamellae, and the thickness core of the cementite lamellae which is next to it on both sides of ferrite lamellae. Some spacing of lamellae is changed by which two lamellae the thickness center lines of adjacent cementite lamellae do not turn into perfect parallel lines strictly, and are chosen as adjacent lamellae. Therefore, “average” cementite lamellae spacing about a “selection part” is measured here. It is the meaning which specifies the value of suitable cementite lamellae spacing as representing the precision of the pearlite of the part concerned, without the value of local cementite lamellae spacing in “average” a “selection part” adhering. For example, about some cementite lamellae which were mostly parallel and have been located in a line, the average value can measure the thickness pitch of both ends, and the value which divided the distance by the number of the cementite lamellae contained between them can be used for it.

[0014] Especially invention of claim 4 specifies the point which is beyond the F value in which the rate of proeutectoid ferrite area (%) becomes settled by the aforementioned (1) formula, and the point that [pearlite lamellae spacing] which the top defined is 0.1 micrometers or more, in the metal texture of the hot rolled sheet steel of invention of claim 1.

[0015] Especially invention of claim 5 specifies the rate of cold rolling given to hot rolled sheet steel in 15 – 50% of range in invention of claims 1–4.

[0016] Invention of claim 6 does C:0.1–0.8 mass % content of the steel in invention of claims 1–5, and limits it to the steel which restricted S to below 0.01 mass %.

[0017] Invention of claim 7 contains C:0.1 – 0.8%, Si:0–0.40% (additive-free is included), and Mn:0.3–1.0% for the steel in invention of claims 1–5 in mass %, P is restricted 0.03% or less, and it restricts T.aluminum for S to 0.1% or less 0.01% or less, and limits it to the steel with which the remainder consists of Fe and an unescapable impurity. Here, 0% of the minimum of Si means that the element is additive-free. T. aluminum means the amount of total aluminum.

[0018] Invention of claim 8 sets the steel in invention of claims 1–5 to mass %. C:0.1 – 0.8%, Si:0–0.40% (additive-free is included), Mn:0.3–1.0%, Cr:0–1.2% (additive-free is included), Mo: 0–0.3% (additive-free is included), Cu:0–0.3% (additive-free is included), nickel: Contain 0–2.0% (additive-free is included), restrict P 0.03% or less, restrict T.aluminum for S to 0.1% or less 0.01% or less, and limit to the steel with which the remainder consists of Fe and an unescapable impurity. Here, 0% of the minimum of Si, Cr, Mo, Cu, and nickel means that the element is additive-free. For example, as an example of the target steel, it is convention within the limits, only Si, and Cr and Mo are added among these elements, by claim 8, and the steel which does not add Cu and nickel is mentioned.

[0019]

[Embodiment of the Invention] this invention persons have examined various means to improve workability, about the inside of a

general presentation, and high-carbon steel. Consequently, the following became clear. ** Even when general punching quality and bending workability improve, elongation flange nature is not necessarily improved, ** The improvement by which elongation flange nature's was stabilized not being aimed at only by making carbide spheroidize, and ** elongation flange nature Are greatly dependent on the distributed gestalt of the carbide in a steel plate, and specifically improve much more balling-up of carbide, and by enlarging average carbide particle size (enlarging distance between average carbide). Furthermore, even when it passed through a cold-working process, it also became clear that elongation flange nature can improve in the range of the carbide particle size which does not check hardenability.

[0020] The following can be considered although there are many points with the improvement behavior of elongation flange nature unknown about at present about the reason which is not necessarily in agreement with the behavior of other workability. That is, elongation flange nature is a property which is a property generally evaluated by the hole expanding test, stuffs punch into the hole of a diameter d_0 specifically beforehand established in the disk, extends the hole, can measure the hole diameter d when the crack which penetrates board thickness to a cheek occurs, and can be evaluated by the bore-diameter dilation ratio at that time $(d-d_0) / d_0$. Since a bore-diameter dilation ratio means the nominal value [cheek] of a circumferential direction strain, elongation flange nature is a property which can be evaluated by threshold value of a circumferential direction strain in case the "vena contracta" or "divide" begin to occur in a cheek. That is, elongation flange nature will express the moldability in case high stress concentrates locally. It is guessed that the behavior in which elongation flange nature differs from other general workability is shown for a micro defect which does not affect general workability influencing sensitively to elongation flange nature.

[0021] It is thought that it is caused by the micro defect which produces the above-mentioned "vena contracta" and "divide" during processing deformation, i.e., a very very small defect the micro void connected and grew up to be. In inside and a high carbon steel plate, it thinks that carbide (cementite) becomes the generation origin of a micro void, and is *****. Therefore, in order to improve the elongation flange nature of inside and a high carbon steel plate, it becomes important to control in the distribution gestalt of carbide from which generation and connection of a micro void cannot take place easily.

[0022] It is checked that can control connection of the micro void which generated each carbide as an origin, and elongation flange nature will improve by detailed research of this invention persons if distance between average carbide in the steel plate with which processing is presented is lengthened. Moreover, it is also checked that raising the rate of balling-up of each carbide has the effectiveness which controls generation of a micro void. In this invention, the convention of the metal texture of hot rolled sheet steel and the convention of the heat treatment approach mainly realized effective carbide gestalt control in the steel plate manufacture process which adopted cold rolling. Hereafter, the matter for specifying this invention is explained.

[0023] It is aimed at the steel containing C:0.1 - 0.8 mass % in this invention. C content influences greatly the hardening hardness and the amount of carbide of steel. Hardening hardness with C content sufficient with the steel below 0.1 mass % when applying to various machine structural steel worker components is not obtained. On the other hand, since sufficient ductility will not be acquired after annealing while the toughness after hot rolling falls and the manufacturability and the handling nature of a steel strip worsen if C content exceeds 0.8 mass %, application on the high components of workability becomes difficult. Therefore, in this invention, C content targets steel of the range of 0.1 - 0.8 mass % from a viewpoint which offers the material steel plate which has moderate hardening hardness and workability. In addition, elongation flange nature improves further, so that C content becomes low. For this reason, it is desirable for C content to use the steel of 0.1 - 0.5 mass % for the application which thinks especially elongation flange nature as important.

[0024] S is an element which forms MnS system inclusion. Since local ductility will deteriorate if the amount of this inclusion increases, as for S content in steel, decreasing as much as possible is desirable. In this invention, the improvement effectiveness of elongation flange nature is acquired also to the common commercial steel which is not reducing S content specially. However, even when C content becomes high to near the 0.8 mass %, in order to stabilize the Elv value and lambda value which are mentioned later and to secure high elongation flange nature, such as 35% or more and 40% or more, for example, respectively, it is desirable to use the steel which reduced S content below to 0.01 mass %. It is good to use the steel which reduced S content below to 0.005 mass %, after making C content into 0.1 to 0.5 mass %, in order to be stabilized and to obtain the steel plate material which has the elongation flange nature which furthermore raised the Elv value and lambda value to 40% or more and 55% or more, respectively, and which was very excellent.

[0025] Since P degrades ductility and toughness, it is desirable to consider as the content below 0.03 mass %.

[0026] Although aluminum is added as a deoxidizer of molten steel, since the cleanliness of steel will be spoiled and it will become easy to generate a surface crack in a steel plate if the amount of T.aluminum in steel exceeds 0.1 mass %, as for a T.aluminum content, it is desirable to carry out to below 0.1 mass %.

[0027] Si is one of the large elements of effect to local ductility. If Si is added superfluously, a ferrite will harden according to a solid-solution-strengthening operation, and it is divided at the time of fabrication, and becomes the cause of generating. Moreover, if Si content increases, the inclination which a scale crack generates on a steel plate front face in a manufacture process will be shown, and deterioration of surface quality will be caused. When adding Si, it is good to hold down to the content below 0.40 mass %. It is desirable to make Si content below into 0.1 mass % for the application which thinks especially workability as important.

[0028] Mn raises the hardenability of a steel plate and is an alloying element effective also in toughening. In order to acquire sufficient hardenability, the content more than 0.3 mass % is desirable. However, if it is made to contain so much exceeding 1.0 mass %, a ferrite will harden and degradation of workability will be caused. Then, as for Mn, it is desirable to make it contain in the range of 0.3 - 1.0 mass %.

[0029] Cr is an element which enlarges resistance to temper softening while improving hardenability. However, if a lot of Cr(s) exceeding 1.2 mass % are contained, even if it gives the below-mentioned three-stage annealing, the press-forming nature and workability before hardening may deteriorate that it is [elasticity-] hard toize. Therefore, when adding Cr, it is good to consider as the range below 1.2 mass %.

[0030] Mo contributes to the improvement of hardenability and resistance to temper softening like Cr by little addition. However, if a lot of Mo exceeding 0.3 mass % is contained, even if it gives three-stage annealing, the press-forming nature and workability before hardening may deteriorate that it is [elasticity-] hard toize. Therefore, when adding Mo, it is good to consider as the range below 0.3 mass %.

[0031] Since Cu raises the detachability of the scale generated during hot-rolling, it is effective in an improvement of the shape of

front planarity of a steel plate. However, since it will become easy to produce a detailed crack on a steel plate front face by molten-metal embrittlement if it is made to contain more than 0.3 mass %, when adding Cu, it is good to consider as the range below 0.3 mass %. The range where Cu content is desirable is 0.10 to 0.15 mass %.

[0032] nickel is an element which prevents cold brittleness while improving hardenability. Moreover, since it shows the operation which negates the bad influence of the molten-metal embrittlement which poses a problem by Cu addition, when adding especially Cu about 0.2% or more, it is very effective [nickel] to add nickel comparable as Cu addition. However, if a lot of nickel exceeding 2.0 mass % is contained, even if it gives three-stage annealing, the press-forming nature and workability before hardening may deteriorate that it is [elasticity-] hard to use. Therefore, when adding nickel, it is good to consider as the range below 2.0 mass %.

[0033] Next, control of the carbide gestalt by heat treatment is explained. Generally, if steel is heated to the temperature of one or more $A_c(s)$, a detailed thing will dissolve in an austenite among carbide, and if it cools to the temperature of one or less A_r after that, it deposits as carbide again. Since C which dissolved in the austenite deposits considering non-dissolved carbide as a nucleus, without generating a pearlite when an one or less- A_r cooling rate is made late if it is possible in that case to make non-dissolved carbide remain somewhat mostly by one or more $A_c(s)$, the rate of balling-up of the carbide after annealing becomes high. Moreover, since it will not newly nucleate if the number of the non-dissolved carbide in one or more $A_c(s)$ is decreasing in [before / annealing] this case and a cooling rate is slow, the number of carbide after annealing will decrease from annealing before, and the distance between carbide becomes long as a result.

[0034] However, the temperature region of one or more $A_c(s)$ is a field where all the carbide of steel dissolves in balance. For this reason, in general annealing, it is difficult to make non-dissolved carbide remain somewhat mostly by one or more $A_c(s)$. After all, the number of deposit nuclei will run short and C which dissolved in the austenite by the one or less- A_r cooling process will deposit as a large playback pearlite of lamellae spacing. Consequently, the rate of balling-up of carbide becomes very low, and the steel plate which was excellent in elongation flange nature is not obtained.

[0035] If this invention persons perform processing heated beyond fixed time amount beforehand in the specific temperature region of less than one A_c before heating to one or more $A_c(s)$ That it is possible to carry out suitable amount survival of the non-dissolved carbide in the temperature region of one or more $A_c(s)$ even if it is the steel which passed through hot-rolling and cold-rolling, and by carrying out specific time amount maintenance in a specific temperature region, after cooling to one or less A_r The knowledge of the carbide distribution gestalt whose elongation flange nature improves being realizable was carried out.

[0036] [The 1st step of heating] The purpose of the 1st step of heating is holding a steel plate to the temperature of less than one A_c , dividing the pearlite generated with hot rolling, and attaining balling-up of carbide (cementite). Although the divided carbide is comparatively fine, since the surface area per carbide unit volume decreases from advance of balling-up, dissolution of carbide is delayable by the reduction effectiveness of carbide / austenite interfacial area as a result at the time of the 2nd step of heating of one or more $A_c(s)$. If possible for the promotion of fragmentation / balling-up reaction of a pearlite, an elevated temperature is desirable in the range of less than one A_c . At low temperature, balling-up does not fully progress from one to 50 degree C A_c . On the other hand, if set to one or more $A_c(s)$, since the large hot-rolling pearlite of an interfacial area dissolves to an austenite easily, it cannot attain the purpose. Therefore, whenever [stoving temperature / the 1st step of] was made into the - with an A_c of one to 50 degree C less than one A_c temperature requirement. Moreover, since the holding time in the temperature requirement could not fully attain balling-up in less than 0.5 hours, heating [the 1st step of] holding time was made into 0.5 hours or more. Although it is not necessary to specify especially the upper limit of the holding time, when industrial operation is taken into consideration, considering as less than 8 hours is desirable. In addition, after performing the 1st step of this heating, once carrying out a temperature up as it is, carrying out the 2nd step of heating and cooling to ordinary temperature, a temperature up may be carried out anew and the 2nd step of heating may be presented. When the holding time of 0.5 hours or more is not securable on account of a facility etc. with one heating, the 1st step of this heating may be divided into multiple times, and may be performed. In that case, it is made for the holding time in the above-mentioned temperature requirement to turn into more than total 0.5 hour.

[0037] [The 2nd step of heating] The purpose of the 2nd step of heating is carrying out Ostwald growth of the carbide of the part, when leaving with un-dissolving a comparatively big spheroidal carbide and a ferrite exist, while holding the steel plate which passed through the 1st step of heating to the temperature of one or more $A_c(s)$, setting it into the austenitized part and dissolving and vanishing detailed carbide. That is, it is the process which determines the number and distributed condition of non-dissolved carbide which should serve as a nucleus of a carbide deposit with the 3rd step of continuing heating. An austenite does not generate [whenever / stoving temperature] by less than one A_c . When the temperature of 1+100 degree C of $A_c(s)$ is exceeded, the many dissolve and disappear in an austenite, and its number of non-dissolved carbide decreases too much, or they stop on the other hand, existing, even if carbide is spheroidizing with the 1st step of heating. If it becomes so, a playback pearlite will generate by the 3rd step of cooling process, and the high rate of carbide balling-up which is sufficient for improving elongation flange nature enough, and long distance between average carbide cannot be realized. The heating holding time has inadequate dissolution of the detailed carbide to the inside of an austenite in less than 0.5 hours, and in long duration heating exceeding 20 hours, in order to approach equilibrium more, the number of non-dissolved carbide decreases too much. Therefore, it was presupposed that the 2nd step of heating is held in the temperature requirement of A_{c1} -1+100 degree C of $A_c(s)$ for 0.5 to 20 hours.

[0038] [The 3rd step of heating] It is carrying out Ostwald growth of these carbide while C which holds the steel plate which passed through - [the 1st step of] the 2nd step of heating to the temperature of one or less A_r , and is breathed out from an austenite with an austenite \rightarrow ferrite transformation by the 2nd step of cooling from temperature deposits non-dissolved carbide as a nucleus as for the purpose of the 3rd step of heating. That is, the number of carbide is a process which maintains the number of the non-dissolved carbide made to remain with the 2nd step of heating almost as it is, and raises the rate of balling-up of a brown coal ghost. Unless retention temperature is one or less A_r , an austenite \rightarrow ferrite transformation does not take place. Moreover, neither the case of low temperature nor the holding time progresses [retention temperature / Ostwald growth] enough from one to 80 degree C A_r in less than 2 hours. However, even if the holding time exceeds 60 hours, the effectiveness is saturated, and there is no industrial merit. Therefore, it was presupposed that the 3rd step of heating is held in the temperature requirement of A_{r1} -80 degree C- A_{r1} for 2 to 60 hours.

[0039] [Cooling rate from retention temperature to the 2nd step of retention temperature [the 3rd step of]] If this cooling rate is quick, the degree of undercooling of an austenite will become large and it will become easy to generate a playback pearlite. In order to control generation of a playback pearlite enough, it is necessary to carry out a cooling rate in 30 degrees C/h or less. On the other

hand, even if it makes a cooling rate later 5 degrees C /than h, playback pearlite depressor effect is saturated and does not have a industrial merit. Therefore, the cooling rate concerned was specified [h] in 5-30 degrees C /.

[0040] Next, the metal texture of hot rolled sheet steel is explained. As for the metal texture of hot rolled sheet steel, in this invention, it is substantially desirable that he is a ferrite + pearlite organization, i.e., the proeutectoid ferrite + pearlite organization which does not contain bainite. This is because bainite runs short of the number of the non-dissolved carbide which carbide particle size becomes more detailed compared with a pearlite, and remains with the 2nd step of heating in the 1st step of heating maintenance.

[0041] It is also advantageous to make high the rate of proeutectoid ferrite area of hot rolled sheet steel (%) when carrying out the proper amount residual of the non-dissolved carbide with the 2nd step of heating. It is because C concentration in the whole pearlite colony will become high if the rate of proeutectoid ferrite area (%) becomes high, so the cementite lamellae in a pearlite becomes thick and can enlarge carbide particle size comparatively with the 1st step of heating. When being prepared so that the rate of proeutectoid ferrite area in hot rolled sheet steel (%) may become a value beyond the F value which becomes settled by following the (1) formula as a result of an experiment, it turned out that better elongation flange nature is obtained.

$$F=0.4 \times (1 - \text{mass \%C}/0.8) \times 100 \dots (1)$$

Here, "x(1-mass %C/0.8) 100" is a rate of proeutectoid ferrite area which deposits in balanced theory. (1) A formula means that it is desirable for the amount of proeutectoid ferrites in the hot rolled sheet steel which actually exists to be 40% or more of amount of the balanced theory-amount of proeutectoid ferrites. In metal texture observation (for example, scanning electron microscope observation) of a steel plate cross section, the rate of proeutectoid ferrite area in hot rolled sheet steel (%) measures the proeutectoid ferrite area within an observation visual field, and the proeutectoid ferrite area occupied in observation visual field area can carry out it comparatively, and it can ask for it.

[0042] It is also advantageous to enlarge pearlite lamellae spacing of hot rolled sheet steel when carrying out the proper amount residual of the non-dissolved carbide with the 2nd step of heating. When [pearlite lamellae spacing] defined previously is set to 0.1 micrometers or more, the particle size of balling-up carbide becomes large moderately with the 1st step of heating, and elongation flange nature high as a result is obtained.

[0043] In order to correspond to the various board thickness demands of the material for processing, adoption of a cold rolling process becomes very advantageous. Moreover, if it generally cold-rolls before annealing hot rolled sheet steel, recrystallization will be promoted by the introduced processing strain at the time of annealing, and an elasticity thing will be obtained compared with the case where it does not cold-roll. In this invention, the effectiveness of this elasticity-izing is enjoyable, and also there is a merit for which fragmentation and balling-up of the carbide in a pearlite are promoted by the processing strain in the 1st step of heating of three-stage annealing especially. However, according to investigation of this invention persons, when the rate of cold rolling was about 10%, the phenomenon in which the degree of hardness after annealing rose rather from the case (it is said the following and "the rate of cold rolling is 0%") where it does not cold-roll was seen. If the rate of cold rolling becomes 15%, it will return to a degree of hardness almost equivalent to that whose rate of cold rolling is 0% at last, and if the rate of cold rolling is increased further, a thing [elasticity / thing / of 0% of rates of cold rolling / sharply] will be obtained. However, if the rate of cold rolling exceeds 30%, extent of elasticity-izing will become little by little small, if it exceeds 50%, ferrite crystal grain will become detailed, hardness rises, and we are anxious about a ductile fall. Therefore, although it is necessary to make into at least 15% or more the rate of cold rolling given to hot rolled sheet steel, it is desirable to consider as 50% or less of range.

[0044] High inside and high-carbon-steel plate of elongation flange nature are obtained as mentioned above. The metal texture after heat treatment of this invention is [the rate of balling-up of carbide] 90% or more, and, specifically, it is desirable to become the range whose average carbide particle size is 0.4-1.0 micrometers. It is possible to obtain such a desirable metal texture by this invention.

[0045] here — the rate of balling-up of carbide — metal texture observation (for example, scanning electron microscope observation) of a steel plate cross section — setting — carbide — maximum length — it can set in a and its direction of a right angle — maximum length — what "the carbide [as opposed to / count as carbide " which spheroidized and / a measurement carbide total] which described above " spheroidized" appeared comparatively, and the ratio (a/b) of b expressed less than three thing to is meant. However, a carbide total makes an observation visual field the field used as 300 or more pieces.

[0046] Average carbide particle size means the value which averaged the projected area diameter measured about each carbide within an observation visual field about all measurement carbide in metal texture observation of a steel plate cross section. However, a carbide total makes an observation visual field the field used as 300 or more pieces.

[0047]

[Example] [Example 1] The chemical entity, the Ac1 transformation point, the Ar1 transformation point, and hardening hardness of a sample offering steel plate are shown in Table 1. An Ac1 transformation point and the Ar1 transformation point measured contraction and expansion of a test piece, heating and cooling a sample offering steel test piece with a diameter [of 5mm] x die length of 10mm by the heat pattern of "holding for 10 minutes at temperature up ->900 degree C by h in 10 degrees C /, and cooling by austenitizing ->10 degree-C/h completely", and asked for it from change of its contraction and expansion curve. Hardening hardness showed the hardness at the time of carrying out water quenching, after holding hot-rolling material for 5 minutes at 900 degrees C which is beyond an Ac1 transformation point as it is. This hardening hardness measures the degree of hardness of steel-materials original by general hardening processing, and does not show the hardenability after three-stage annealing concerning this invention.

[0048]

[Table 1]

区 分	鋼種	化 学 成 分 (mass%)										変態点(℃)		焼入硬さ (Hv)
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Ni	T.Al	Ac ₁	Ar ₁	
比 較 鋼	A	0.08	0.20	0.61	0.009	0.010	0.04	—	—	—	0.024	707	695	272
本発明対象鋼	B	0.35	0.19	0.85	0.012	0.008	0.03	—	—	—	0.034	711	702	610
本発明対象鋼	C	0.59	0.23	1.36	0.010	0.013	0.15	—	—	—	0.040	706	697	820
本発明対象鋼	D	0.72	0.22	0.81	0.008	0.005	0.13	—	0.11	0.07	0.031	713	703	855
本発明対象鋼	E	0.61	0.17	0.37	0.019	0.004	0.15	—	—	—	0.018	712	702	823
本発明対象鋼	F	0.36	0.22	0.76	0.014	0.007	1.02	0.25	—	—	0.021	731	712	611
比 較 鋼	G	0.89	0.25	0.59	0.011	0.009	0.08	—	—	—	0.026	704	698	860

[0049] Among Table 1, since C content was as low as 0.08 mass %, A steel had the low hardness after hardening, and it was that from which a degree of hardness required as a machine part is not obtained. Then, about the steel except A steel, after hot-rolling on conditions with a last pass temperature [of finish rolling / of 850 degrees C], and a winding temperature of 620 degrees C, it rolled out at the various rates of cold rolling, and, subsequently annealing was given to the steel plate of 2.3mm thickness finishing and on condition that versatility. About the steel plate after annealing, the tension test, the notching tension test, and the hole expanding test were carried out.

[0050] The tension test performed gauge length of a parallel part as 50mm using the JIS No. 5 test piece for tensile test. The notching tension test was performed by the approach of performing a tension test using the test piece which opened on crosswise both the sides in the parallel part longitudinal direction mid gear of a JIS No. 5 test piece for tensile test, and formed 45 degrees of angles, and a V notch with a depth of 2mm. It asked, after fracturing the elongation percentage to 5mm of gauge length which sandwiches the V notch section, and the elongation percentage was made into the notching **** elongation Elv. After the hole expanding test pierced the 10mm (d0) hole at path clearance 20% in the center section of the steel plate of 150mm angle, it carried out by the approach of pushing up with 50mmphi spherical punch about the hole, measured the bore diameter d in the time of the crack which penetrates board thickness to the perimeter of a hole occurring, and asked for rate of hole expanding lambda (%) defined by the degree type. $\lambda = (d - d_0) / d_0 \times 100$ these Elv values and lambda value are the indexes showing local ductility, and can evaluate elongation flange nature quantitatively. These test results are combined with annealing conditions, and it is shown in Table 2.

[0051]

[Table 2]

No.	区 分	鋼種	冷間 圧延 率 (%)	焼 鈍 条 件						引 張 試 験		切欠引張試験	穴拡げ試験	
				1 段 目		2 段 目		3 段目への 冷却速度 (℃/h)	3 段 目		TS (N/mm ²)	T.E l (%)	E l v 10mm (%)	λ (%)
				温度 (℃)	時間 (h)	温度 (℃)	時間 (h)		温度 (℃)	時間 (h)				
1	比較例	B	10*	690	6	730	10	10	690	15	497	31.7	23	34
2	本発明例	B	20								425	41.1	46	64
3	本発明例	D	20								502	36.9	37	42
4	本発明例	B	15	670	10	770	5	20	675	5	432	40.6	44	61
5	本発明例	D	15								514	34.8	35	41
6	比較例	G*	15								562	29.9	28	32
7	本発明例	B	30	690	2	740	15	15	640	10	436	39.9	44	60
8	本発明例	D	30								507	34.3	36	41
9	本発明例	B	35								434	40.4	45	59
10	本発明例	C	30	700	4	750	10	5	660	20	503	36.2	39	53
11	本発明例	E	30								507	35.7	47	61
12	本発明例	B	40								438	39.8	43	58
13	本発明例	F	40	700	15	790	3	10	700	50	457	36.0	39	49
14	比較例	B	20	725*	4	730	4	10	670	15	449	37.2	31	37
15	比較例	B	20	700	4	830*	3	10	670	15	465	36.5	27	36
16	比較例	B	20	700	4	730	40*	10	670	15	476	33.9	24	34
17	比較例	B	20	700	4	730	5	50*	670	15	480	32.7	24	33
18	比較例	B	20	700	4	730	5	10	715*	15	473	34.6	25	37
19	比較例	B	20	700	4	730	5	10	620*	15	464	35.2	28	35

* : 本発明規定範囲外

[0052] G steel with which C content has exceeded 0.89 mass % and this invention convention range was as low as 28% of Elv values, and 32% of lambda values also as within the limits which specifies cold-rolling and annealing conditions by this invention, and elongation flange nature was inferior (No.6). B steel of this invention convention within the limits also had C content as low as 23% of Elv values, and 34% of lambda values, when the rate of cold-rolling was 10%, and high elongation flange nature was not obtained (No.1). On the other hand, the elongation flange nature in which C content was excellent with 35% or more of Elv values and 41% or more of lambda values when B steel of this invention convention within the limits, C steel, D steel, E steel, and F steel gave cold-rolling and annealing on the conditions specified by this invention was shown. It turns out that still higher Elv value and lambda value are shown even if C content compares with equivalent C steel F steel with which C content is in this invention convention range, and S content is stopped below at 0.01 mass %, and it has the elongation flange nature which was very excellent.

[0053] Next, B steel (No.14-19) whose C content is this invention convention range is stated to an example about the effect of annealing conditions. the 1st step of retention temperature — this invention convention — since the non-dissolved carbide in the time of the 2nd step of heating maintenance being completed decreased extremely and the playback pearlite generated as a result when the 2nd step of retention temperature was higher than this invention convention range (No.15), and when (No. 14), and the 2nd step of

heating time was longer than this invention convention range (No.16), the Elv value and lambda value became low. Since the playback pearlite generated when the cooling rate from retention temperature to the 2nd step of retention temperature [the 3rd step of] was quicker than a convention of this invention (No.17), and even when the 3rd step of retention temperature was higher than this invention convention range (No.18), the Elv value and lambda value became low. Since balling-up of carbide did not progress in heating [the 3rd step of] phase when the 3rd step of retention temperature was lower than this invention convention range (No.19), the Elv value and lambda value became low. As mentioned above, the Elv value and lambda value of the thing concerning this invention are improving notably from the thing of the example of a comparison.

[0054] [Example 2] The effect of the metal texture of the hot rolled sheet steel exerted on the Elv value after three-stage annealing and lambda value was investigated using B steel of Table 1. The metal texture of hot rolled sheet steel controlled hot-rolling last pass temperature and winding temperature, and changed them. The rate of cold rolling and three-stage annealing conditions were made into this invention convention within the limits. The result is shown in Table 3.

[0055]

[Table 3]

No.	熱延条件		F 値	熱延組織		冷間 圧延 率 (%)	焼 鈍 条 件						引 張 試 験		切欠引 張試験 E.I.v (%)	穴抜き 試験 λ (%)	
	仕上 ハス* (℃)	巻取 温度 (℃)		フェライト 面積率 (%)	パーライト lamella間隔 (μm)		1 段目		2 段目		冷却 速度*1 (℃/h)	3 段目		T S (N/mm²)			T.EI (%)
							温度 (℃)	時間 (h)	温度 (℃)	時間 (h)		温度 (℃)	時間 (h)				
31	800	450	22.5	17.2	0.06	20	690	6	730	10	10	690	15	478	36.4	36	42
32		550		24.4	0.08									447	38.9	42	56
33	850	620		26.5	0.14									425	41.1	46	64
34		670		37.5	0.31									420	42.0	47	67

*: 最終パスの熱延温度

*1: 3 段目への冷却速度

[0056] Among Table 3, the rate of proeutectoid ferrite area (%) is under an F value, and [pearlite lamellae spacing of No.31] is a less than 0.1-micrometer thing. This is the thing of a category with an Elv value and lambda value low also in the example of this invention, as the data of previous Table 2 also show. Although the rate of proeutectoid ferrite area (%) is [[pearlite lamellae spacing of No.32]] still a less than 0.1-micrometer thing beyond an F value, the Elv value and lambda value are improving considerably from No.31. As for No.33-34, the rates of proeutectoid ferrite area (%) are [beyond an F value and [pearlite lamellae spacing]] things 0.1 micrometers or more, and the Elv value and lambda value have become a very high value.

[0057] [Example 3] Next, an example which investigated the effect on the Elv value which the metal texture after three-stage annealing (the rate of carbide balling-up, average carbide particle size) does, lambda value, and induction hardening nature is shown. Using No.2 of Table 2, No.12, and No.15 as a sample, the metal texture of the steel plate cross section after three-stage annealing did scanning electron microscope observation, and it asked for the rate of carbide balling-up, and average carbide particle size by the technique described previously. After induction hardening nature held the steel plate after three-stage annealing for 10 seconds at 900 degrees C by high-frequency heating, water quenching of it was carried out, and it measured and evaluated hardness. With this hardening hardness, you may think that the hardenability after components processing can be evaluated. The result was as follows.

- The rate of No.2 carbide balling-up : 96%, average carbide particle-size:0.70micrometer, Elv value:46%, lambda value:64%, and induction hardening hardness:Hv 608.

- The rate of No.12 carbide balling-up : 91%, average carbide particle-size:0.55micrometer, Elv value:43%, lambda value:58%, and induction hardening hardness:Hv 605.

- The rate of No.15 carbide balling-up : 72%, average carbide particle-size:0.36micrometer, Elv value:27%, lambda value:36%, and induction hardening hardness:Hv 609.

It is shown that elongation flange nature improves, so that these results have the high rate of balling-up of carbide and average carbide particle size is large. Moreover, it is shown that what is excellent also in induction hardening nature with this invention is obtained.

[0058] The metal texture photograph of the hot-rolled-sheet-steel L-cross section of No.31 of Table 3 is shown in drawing 1 for reference. The metal texture photograph of the hot-rolled-sheet-steel L-cross section of No.34 of Table 3 is shown in drawing 2. All are scanning electron microscope photographs.

[0059]

[Effect of the Invention] According to this invention, in the steel plate manufacture process of having passed through cold rolling, the inside and high-carbon-steel plate for processing excellent in elongation flange nature can be stably made now. While being able to be equal to severe processing of elongation flange processing etc., - high-carbon-steel plate can be easily applied now to many applications according to the board thickness demand to diversify.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and NCIPJ are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

DESCRIPTION OF DRAWINGS

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1] It is the metal texture photograph of the hot-rolled-sheet-steel L-cross section of No.31 of Table 3.

[Drawing 2] It is the metal texture photograph of the hot-rolled-sheet-steel L-cross section of No.34 of Table 3.

-[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-269552

(43) 公開日 平成11年(1999)10月5日

(51) Int.Cl. ^a	識別記号	F I	
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	G
// C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 S
38/44		38/44	

審査請求 未請求 請求項の数 8 F D (全 11 頁)

(21) 出願番号 特願平10-95200

(22) 出願日 平成10年(1998) 3月25日

(71) 出願人 000004581

日新製鋼株式会社

東京都千代田区丸の内3丁目4番1号

(72) 発明者 鈴木 雅人

広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式会社技術研究所内

(72) 発明者 面迫 浩次

広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式会社技術研究所内

(72) 発明者 平松 昭史

広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式会社技術研究所内

(74) 代理人 弁理士 和田 憲治 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 伸びフランジ性に優れた中・高炭素鋼板の製造法

(57) 【要約】

【課題】 冷間圧延を経たプロセスにおいて、伸びフランジ性に優れた中・高炭素鋼板を作る。

【解決手段】 C: 0.1~0.8質量%を含有する鋼からなり、金属組織が実質的にフェライト+パーライト組織であり、必要に応じて初析フェライト面積率(%)が下記

(1) 式のF値以上、〔パーライトラメラ間隔〕が0.1 μm 以上の熱延鋼板に、15%以上の冷間圧延を施し、次いで、 $A_{C_1} - 50^\circ\text{C} \sim A_{C_1}$ 未満の温度範囲で0.5時間以上保持する1段目の加熱 $\rightarrow A_{C_1} \sim A_{C_1} + 100^\circ\text{C}$ の温度範囲で0.5~20時間保持する2段目の加熱 $\rightarrow 5 \sim 30^\circ\text{C}/\text{h}$ で冷却 $\rightarrow A_{r_1} - 80^\circ\text{C} \sim A_{r_1}$ の温度範囲で2~60時間保持する3段目の加熱からなる3段階焼鈍を施す。

$$F = 0.4 \times (1 - \text{質量}\% \text{C} / 0.8) \times 100 \quad \cdots (1)$$

(a)



(b)



【特許請求の範囲】

【請求項1】 C：0.1～0.8質量%を含有する鋼からなり、金属組織が実質的にフェライト+パーライト組織である熱延鋼板に、15%以上の冷間圧延を施し、次いで、 $A_{c1}-50^{\circ}\text{C}\sim A_{c1}$ 未満の温度範囲で0.5時間以上保持する1段目の加熱を行った後、 $A_{c1}\sim A_{c1}+100^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で0.5～20時間保持する2段目の加熱と $A_{r1}-80^{\circ}\text{C}\sim A_{r1}$ の温度範囲で2～60時間保持する3段目の加熱を連続して行い、かつ2段目の保持温度から3段目の保持温度への冷却速度を $5\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{h}$ とする3段階焼鈍を施す、伸びフランジ性に優れた中・高炭素鋼板の製造法。

【請求項2】 C：0.1～0.8質量%を含有する鋼からなり、実質的にフェライト+パーライト組織を呈し、初析フェライト面積率(%)が下記(1)式により定まるF値以上である金属組織の熱延鋼板に、15%以上の冷間圧延を施し、次いで、 $A_{c1}-50^{\circ}\text{C}\sim A_{c1}$ 未満の温度範囲で0.5時間以上保持する1段目の加熱を行った後、 $A_{c1}\sim A_{c1}+100^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で0.5～20時間保持する2段目の加熱と $A_{r1}-80^{\circ}\text{C}\sim A_{r1}$ の温度範囲で2～60時間保持する3段目の加熱を連続して行い、かつ2段目の保持温度から3段目の保持温度への冷却速度を $5\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{h}$ とする3段階焼鈍を施す、伸びフランジ性に優れた中・高炭素鋼板の製造法。

$$F = 0.4 \times (1 - \text{質量}\% \text{C} / 0.8) \times 100 \quad \cdots (1)$$

【請求項3】 C：0.1～0.8質量%を含有する鋼からなり、実質的にフェライト+パーライト組織を呈し、以下に定義する【パーライトラメラ間隔】が $0.1\mu\text{m}$ 以上である金属組織の熱延鋼板に、15%以上の冷間圧延を施し、次いで、 $A_{c1}-50^{\circ}\text{C}\sim A_{c1}$ 未満の温度範囲で0.5時間以上保持する1段目の加熱を行った後、 $A_{c1}\sim A_{c1}+100^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で0.5～20時間保持する2段目の加熱と $A_{r1}-80^{\circ}\text{C}\sim A_{r1}$ の温度範囲で2～60時間保持する3段目の加熱を連続して行い、かつ2段目の保持温度から3段目の保持温度への冷却速度を $5\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{h}$ とする3段階焼鈍を施す、伸びフランジ性に優れた中・高炭素鋼板の製造法。

【パーライトラメラ間隔】：熱延鋼板L-断面の金属組織観察において、1辺が少なくとも $50\mu\text{m}$ 以上の矩形領域を含む観察視野内でセメンタイトのラメラが最も密になっているパーライトの部分を選択し、当該パーライト部分において隣り合うセメンタイトラメラの平均的な厚み中心間距離を測定してその値を $L(\mu\text{m})$ とし、この測定を観察視野を変えて合計10回行い、10個のL値のうち小さいものから5個の平均値を【パーライトラメラ間隔】とする。ただし、観察視野内で選択するパーライトの部分は、少なくとも3つ以上のセメンタイトのラメラがほぼ平行に現れている部分から選択するものとする。

【請求項4】 C：0.1～0.8質量%を含有する鋼からなり、実質的にフェライト+パーライト組織を呈し、以下に定義する【パーライトラメラ間隔】が $0.1\mu\text{m}$ 以上で、

かつ初析フェライト面積率(%)が下記(1)式により定まるF値以上である金属組織の熱延鋼板に、15%以上の冷間圧延を施し、次いで、 $A_{c1}-50^{\circ}\text{C}\sim A_{c1}$ 未満の温度範囲で0.5時間以上保持する1段目の加熱を行った後、 $A_{c1}\sim A_{c1}+100^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で0.5～20時間保持する2段目の加熱と $A_{r1}-80^{\circ}\text{C}\sim A_{r1}$ の温度範囲で2～60時間保持する3段目の加熱を連続して行い、かつ2段目の保持温度から3段目の保持温度への冷却速度を $5\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{h}$ とする3段階焼鈍を施す、伸びフランジ性に優れた中・高炭素鋼板の製造法。

$$F = 0.4 \times (1 - \text{質量}\% \text{C} / 0.8) \times 100 \quad \cdots (1)$$

【パーライトラメラ間隔】：熱延鋼板L-断面の金属組織観察において、1辺が少なくとも $50\mu\text{m}$ 以上の矩形領域を含む観察視野内でセメンタイトのラメラが最も密になっているパーライトの部分を選択し、当該パーライト部分において隣り合うセメンタイトラメラの平均的な厚み中心間距離を測定してその値を $L(\mu\text{m})$ とし、この測定を観察視野を変えて合計10回行い、10個のL値のうち小さいものから5個の平均値を【パーライトラメラ間隔】とする。ただし、観察視野内で選択するパーライトの部分は、少なくとも3つ以上のセメンタイトのラメラがほぼ平行に現れている部分から選択するものとする。

【請求項5】 熱延鋼板に施す冷間圧延率が15～50%の範囲である、請求項1、2、3または4に記載の伸びフランジ性に優れた中・高炭素鋼板の製造法。

【請求項6】 鋼がC：0.1～0.8質量%含有し、Sを0.01質量%以下に制限したものである、請求項1、2、3、4または5に記載の伸びフランジ性に優れた中・高炭素鋼板の製造法。

【請求項7】 鋼が、質量%において、C：0.1～0.8%、Si：0～0.40%（無添加を含む）、Mn：0.3～1.0%を含有し、Pを0.03%以下、Sを0.01%以下、T.A1を0.1%以下に制限し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなるものである、請求項1、2、3、4または5に記載の伸びフランジ性に優れた中・高炭素鋼板の製造法。

【請求項8】 鋼が、質量%において、C：0.1～0.8%、Si：0～0.40%（無添加を含む）、Mn：0.3～1.0%、Cr：0～1.2%（無添加を含む）、Mo：0～0.3%（無添加を含む）、Cu：0～0.3%（無添加を含む）、Ni：0～2.0%（無添加を含む）を含有し、Pを0.03%以下、Sを0.01%以下、T.A1を0.1%以下に制限し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなるものである、請求項1、2、3、4または5に記載の伸びフランジ性に優れた中・高炭素鋼板の製造法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、伸びフランジ性に優れた中・高炭素鋼板を得るための製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】鋼中のC含有量が概ね0.1~0.8質量%の、いわゆる中・高炭素鋼板は、焼入れ強化が可能であるとともに、焼入れ前の焼鈍状態ではある程度の加工性も有しているため、自動車部品をはじめ各種機械部品や軸受け部品の素材として広く使用されている。部品の製造にあたっては、一般的には打抜加工や曲げ成形が施され、さらに比較的軽度な絞り加工、伸びフランジ成形が施されることもある。また、部品形状が複雑な場合は、二ないし三部品を溶接して製造される場合も多い。そしてこれらの加工部品は熱処理を経て各種用途の部品に仕上げられていく。

【0003】ところが近年、部品の製造コストを低減すべく、部品の一体成形や、部品加工の工程簡略化が進められている。このことは素材側から見ればより加工率の高い(=塑性変形量の大きい)加工に耐えなくてはならないことを意味する。つまり、加工技術の高度化に伴い、素材である中・高炭素鋼板自体にもより高い加工性が要求されるようになってきた。特に昨今では、打抜加工や曲げ加工のみならず、伸びフランジ成形加工(例え

ば穴抜き加工等)といった局所的な延性が要求される高度な加工にも耐え得る鋼板素材のニーズが高まりつつある。

【0004】こうした中、特公昭61-15930号公報、特公平5-70685号公報、および特開平4-333527号公報には、加工方法あるいは熱処理方法を工夫することによって棒鋼中の炭化物を球状化し、棒鋼線材の加工性を改善する技術が紹介されている。しかし、これらはいずれも棒鋼線材を対象とするものであり、素材が板材である場合に問題となる伸びフランジ性や穴抜き性の改善方法は

明らかにされていない。

【0005】また、特開平8-3687号公報には、Cを0.3mass%以上含有し、炭化物の占める面積率が20%以下で、粒径 $1.5\mu\text{m}$ 以上の炭化物の割合が30%以上である加工用高炭素鋼板が示されており、その製造方法として仕上熱延機出側温度を $750\sim 810^{\circ}\text{C}$ とし、 $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下で冷却して仕上温度とコイル巻取り温度との差を 300°C 以下として巻取り、 $720^{\circ}\text{C}\times 20$ 時間の球状化焼鈍を施し、 $26^{\circ}\text{C}/\text{Hr}$ の冷却速度で 100°C まで冷却した後空冷して常温まで冷却する方法が開示されている。しかし、この技術は鋼板の加工性を改善するものであるが、伸びフランジ性といった局所的な延性が要求される高度な加工性を改善する方法については明らかにされていない。また、炭化物粒径を $1.5\mu\text{m}$ 以上に粗大化させるため、部品加工後の焼入れ処理におけるオーステナイト温度域の加熱で炭素を十分固溶させるには長時間を要する。このため、例えば高周波焼入れのような短時間加熱による焼入れ処理の適用が難しくなる。

【0006】さらに特開平8-120405号公報には、C:

化を促進する元素を含有し、C含有量の10~50%が黒鉛化しており、断面の鋼組織が $3\mu\text{m}$ 以上の黒鉛粒子を特定量含んだ球状化セメントタイトの分散したフェライト相になっている加工性に優れた薄鋼板が示されている。その製造方法として、仕上温度 $750\sim 900^{\circ}\text{C}$ で熱間圧延し、 $450\sim 650^{\circ}\text{C}$ で巻取り、冷間圧延後に $600\sim 720^{\circ}\text{C}$ で焼鈍する方法等が示されている。この薄鋼板は穴抜き性と二次加工性に優れているという。しかし、含有炭素の黒鉛化を利用するものであるから、黒鉛化を促進する元素の添加が必要となり、一般的な市販の中・高炭素鋼種に広く適用できるものではない。加えて $3\mu\text{m}$ 以上の粗大な黒鉛粒子の存在は、先の例と同様、部品加工後の焼入れ処理の加熱において炭素の十分な固溶化を遅らせ、短時間加熱による焼入れ処理の適用を困難にする。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】以上のように、加工性の中でも特に「伸びフランジ性」を改善した中・高炭素鋼板のニーズが高いにもかかわらず、一般的な中・高炭素鋼種の鋼板素材においてそれらの特性を改善する手法は明らかにされていない。また、加工用鋼板素材は用途に応じて種々の板厚のものが要求されるが、そのような板厚要求に機動的に対処するためには熱間圧延と冷間圧延をうまく組合せた工程で所定の板厚に仕上げるのが一般的である。しかし、熱間圧延と冷間圧延を組合せた工程では条件によって鋼板の金属組織が大きく変動することになり、十分な「伸びフランジ性」を安定的に付与することは必ずしも簡単ではない。

【0008】そこで本発明は、特殊な元素を添加しない一般的な中・高炭素鋼の鋼種において、冷間圧延による精度の高い板厚調整を可能にしながら「伸びフランジ性」を安定的に改善することができる中・高炭素鋼板素材の製造法を提供することを目的とする。

【0009】

【課題を解決するための手段】上記目的は、請求項1の発明、すなわち、C:0.1~0.8質量%を含有する鋼からなり、金属組織が実質的にフェライト+パーライト組織である熱延鋼板に、15%以上の冷間圧延を施し、次いで、 $A_{c1}-50^{\circ}\text{C}\sim A_{c1}$ 未満の温度範囲で0.5時間以上保持する1段目の加熱を行った後、 $A_{c1}\sim A_{c1}+100^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で0.5~20時間保持する2段目の加熱と $A_{r1}-80^{\circ}\text{C}\sim A_{r1}$ の温度範囲で2~60時間保持する3段目の加熱を連続して行い、かつ2段目の保持温度から3段目の保持温度への冷却速度を $5\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{h}$ とする3段階焼鈍を施す、伸びフランジ性に優れた中・高炭素鋼板の製造法によって達成できる。ここで、 A_{c1} は昇温過程における鋼の A_1 変態点($^{\circ}\text{C}$)、 A_{r1} は降温過程における A_1 変態点($^{\circ}\text{C}$)を意味する。

【0010】請求項2の発明は、請求項1の発明の熱延鋼板の金属組織において、特に初析フェライト面積率(%)が下記(1)式により定まるF値以上である点を規

定したものである。

$$F = 0.4 \times (1 - \text{質量}\%C / 0.8) \times 100 \quad \cdots (1)$$

ここで、「初析フェライト面積率(%)」は当該熱延鋼板中に存在する初析フェライト量を顕微鏡観察等の手段により実測して求まる値である。一方、「F値」は鋼板のC含有量(質量%)の値を(1)式右辺に代入して計算により定まる値である。

【0011】請求項3の発明は、請求項1の発明の熱延鋼板の金属組織において、特に、以下に定義する「パーライトラメラ間隔」が $0.1\mu\text{m}$ 以上である点を規定したものである。

【パーライトラメラ間隔】：熱延鋼板L断面（熱延方向にほぼ平行に切断した断面）の金属組織観察において、1辺が少なくとも $50\mu\text{m}$ 以上の矩形領域を含む観察視野内でセメンタイトのラメラが最も密になっているパーライトの部分を選択し、当該パーライト部分において隣り合うセメンタイトラメラの平均的な厚み中心間距離を測定してその値を $L(\mu\text{m})$ とし、この測定を観察視野を変えて合計10回行い、10個の L 値のうち小さいものから5個の平均値(μm)を【パーライトラメラ間隔】とする。ただし、観察視野内で選択するパーライトの部分は、少なくとも3つ以上のセメンタイトのラメラがほぼ平行に現れている部分から選択するものとする。

【0012】パーライトはセメンタイトラメラとフェライトラメラが交互に層をなした組織であるが、ここでいう【パーライトラメラ間隔】はセメンタイトラメラの間隔で表したものをいう。観察視野内で選択するパーライトの部分を「少なくとも3つ以上のセメンタイトのラメラがほぼ平行に現れている部分」としたのは、パーライトの3次元的な形態を考慮して、観察平面内でセメンタイトラメラの間隔を適切に評価するためである。セメンタイトラメラが枝分かれしていたり短く分断されていて、少なくとも3つ以上のセメンタイトラメラがほぼ平行に並んで現れていないような部分では、パーライトラメラの間隔を定量的に表すことが困難である。そのような部分は測定対象から除外する。観察視野内に見られる「少なくとも3つ以上のセメンタイトのラメラがほぼ平行に現れている部分」（以下、「平行ラメラ部分」という）のうち、ラメラが最も密になっている「平行ラメラ部分」は、観察平面がラメラを垂直に近い角度で切断しており、かつ、全体のパーライトの中でもセメンタイトラメラの間隔が特に小さくなっている部分であると考えることができる。本発明では、観察視野の大きさを、1辺が少なくとも $50\mu\text{m}$ 以上の矩形領域を含む大きさとし、その観察視野内に見られる「平行ラメラ部分」のうち、ラメラが最も密になっている「平行ラメラ部分」

（以下、「選択部分」という）のセメンタイトラメラ間隔の測定を、10の異なる観察視野について行い、それから10個の測定値のうち小さいものから5個の測定値の平均値(μm)を【パーライトラメラ間隔】とする。

【0013】各観察視野における「選択部分」のセメンタイトラメラ間隔の測定は、その部分を高倍率（例えば10000倍）で観察することによって行うことができる。ここでいうセメンタイトラメラの間隔は、1つのセメンタイトラメラの厚み中心部と、フェライトラメラを挟んでその隣にあるセメンタイトラメラの厚み中心部との距離で表される。隣り合うセメンタイトラメラの厚み中心線どうしは厳密には完全な平行線にはならず、また隣り合うラメラとしてどの2つのラメラを選ぶかによってもラメラの間隔は多少変動する。したがって、ここでは、「選択部分」についての「平均的な」セメンタイトラメラ間隔を測定する。「平均的な」とは「選択部分」における局所的なセメンタイトラメラ間隔の値に拘泥されることなく、当該部分のパーライトの緻密さを代表するのにふさわしいセメンタイトラメラ間隔の値を特定する趣旨である。例えば、その平均的な値は、ほぼ平行して並んでいるいくつかのセメンタイトラメラについて、両端の厚み中心間距離を測定し、その距離をその間に含まれるセメンタイトラメラの数で割った値を採用することができる。

【0014】請求項4の発明は、請求項1の発明の熱延鋼板の金属組織において、特に初析フェライト面積率(%)が前記(1)式により定まるF値以上である点、および上で定義した【パーライトラメラ間隔】が $0.1\mu\text{m}$ 以上である点を規定したものである。

【0015】請求項5の発明は、請求項1～4の発明において、特に熱延鋼板に施す冷間圧延率を15～50%の範囲に規定したものである。

【0016】請求項6の発明は、請求項1～5の発明における鋼を、C：0.1～0.8質量%含有し、Sを0.01質量%以下に制限した鋼に限定したものである。

【0017】請求項7の発明は、請求項1～5の発明における鋼を、質量%において、C：0.1～0.8%、Si：0～0.40%（無添加を含む）、Mn：0.3～1.0%を含有し、Pを0.03%以下、Sを0.01%以下、T.A1を0.1%以下に制限し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる鋼に限定したものである。ここで、Siの下限の0%はその元素が無添加であることを意味する。T.A1は、トータルAl量を意味する。

【0018】請求項8の発明は、請求項1～5の発明における鋼を、質量%において、C：0.1～0.8%、Si：0～0.40%（無添加を含む）、Mn：0.3～1.0%、Cr：0～1.2%（無添加を含む）、Mo：0～0.3%（無添加を含む）、Cu：0～0.3%（無添加を含む）、Ni：0～2.0%（無添加を含む）を含有し、Pを0.03%以下、Sを0.01%以下、T.A1を0.1%以下に制限し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる鋼に限定したものである。ここで、Si、Cr、Mo、Cu、Niの下限の0%はその元素が無添加であることを意味する。例えば請求項8で対象とする鋼の一例としては、これらの元素

のうちSiとCrとMoだけを規定範囲内で添加し、Cu、Niは添加しない鋼などが挙げられる。

【0019】

【発明の実施の形態】本発明者らは、一般的な組成の中・高炭素鋼について、加工性を改善する手段を種々検討してきた。その結果、次のようなことが明らかになった。①一般的な打抜加工性や曲げ加工性が向上する場合でも、伸びフランジ性が改善されるとは限らないこと、②炭化物を単に球状化させるだけでは伸びフランジ性の安定した改善は図れないこと、③伸びフランジ性は、鋼板中における炭化物の分散形態に大きく依存し、具体的には炭化物のより一層の球状化と、平均炭化物粒径を大きくすること（平均炭化物間距離を大きくすること）によって改善し得ること。さらに、冷間加工工程を経た場合でも、焼入性を阻害しない炭化物粒径の範囲で伸びフランジ性が改善できることも明らかになった。

【0020】伸びフランジ性の改善挙動が、他の加工性の挙動と必ずしも一致しない理由について現時点では不明な点が多いが、次のようなことが考えられる。すなわち、伸びフランジ性は一般に穴抜き試験で評価される特性であり、具体的には例えば、円板に予め設けた直径 d_0 の穴にポンチを押し込んで穴を押し抜いていき、穴縁に板厚を貫通する割れが発生したときの穴径 d を測定し、そのときの穴径拡大率 $(d - d_0)/d_0$ で評価することのできる特性である。穴径拡大率は穴縁の円周方向ひずみの公称値を意味することから、伸びフランジ性は、穴縁に「くびれ」あるいは「割れ」が発生し始めるときの円周方向ひずみの限界値によって評価し得る特性である。つまり、伸びフランジ性は、局部的に高い応力が集中する場合の成形性を表していることになる。伸びフランジ性が他の一般的な加工性と異なる挙動を示すのは、一般的な加工性には影響を及ぼさないようなミクロ的な欠陥が、伸びフランジ性に対しては敏感に影響するためであると推察される。

【0021】上記の「くびれ」や「割れ」は、加工変形中に生じるミクロ的な欠陥、すなわちミクロボイドが連結して成長したような、極めて微少な欠陥によって引き起こされるものと考えられる。中・高炭素鋼板においては、炭化物（セメントライト）がミクロボイドの生成起点になると考えられる。したがって、中・高炭素鋼板の伸びフランジ性を改善するには、ミクロボイドの生成・連結が起りにくいような炭化物の分布形態にコントロールすることが重要となる。

【0022】本発明者らの詳細な研究により、加工に供する鋼板中の平均炭化物間距離を長くすれば、個々の炭化物を起点として生成したミクロボイドの連結が抑制でき、伸びフランジ性が向上することが確認されている。また、個々の炭化物の球状化率を高めることもミクロボイドの生成を抑制する効果があることが確認されている。本発明では主として、熱延鋼板の金属組織の規定

と、熱処理方法の規定によって、冷間圧延を採用した鋼板製造プロセスでの効果的な炭化物形態コントロールを実現した。以下、本発明を特定するための事項について説明する。

【0023】本発明では、C：0.1～0.8質量%を含有する鋼を対象とする。C含有量は鋼の焼入れ硬さおよび炭化物量に大きく影響する。C含有量が0.1質量%以下の鋼では、各種機械構造用部品に適用するうえで十分な焼入れ硬さが得られない。一方、C含有量が0.8質量%を超えると、熱間圧延後の靱性が低下して鋼帯の製造性・取扱い性が悪くなるとともに、焼鈍後においても十分な延性が得られないため、加工度の高い部品への適用が困難になる。したがって、本発明では適度な焼入れ硬さと加工性を兼ね備えた素材鋼板を提供する観点から、C含有量が0.1～0.8質量%の範囲の鋼を対象とする。なお、C含有量が低くなるほど伸びフランジ性は一層改善される。このため、伸びフランジ性を特に重視する用途ではC含有量が0.1～0.5質量%の鋼を使用することが望ましい。

【0024】Sは、MnS系介在物を形成する元素である。この介在物の量が多くなると局部延性が劣化するので、鋼中のS含有量はできるだけ低減することが望ましい。本発明ではS含有量を特別に低減していない一般的な市販鋼に対しても伸びフランジ性の向上効果は得られる。しかし、C含有量が0.8質量%近くまで高くなった場合でも、後述する $E_{1/2}$ 値および λ 値がそれぞれ例えば35%以上、40%以上といった高い伸びフランジ性を安定して確保するためには、S含有量を0.01質量%以下に低減した鋼を使用することが望ましい。さらに $E_{1/2}$ 値および λ 値をそれぞれ40%以上、55%以上にまで高めた非常に優れた伸びフランジ性を有する鋼板素材を安定して得るためには、C含有量を0.1～0.5質量%としたうえで、S含有量を0.005質量%以下に低減した鋼を用いるのがよい。

【0025】Pは、延性や靱性を劣化させるので、0.03質量%以下の含有量とすることが望ましい。

【0026】Alは溶鋼の脱酸剤として添加されるが、鋼中のT.A.l量が0.1質量%を超えると鋼の清浄度が損なわれて鋼板に表面疵が発生しやすくなるので、T.A.l含有量は0.1質量%以下とすることが望ましい。

【0027】Siは、局部延性に対して影響の大きい元素の1つである。Siを過剰に添加すると固溶強化作用によりフェライトが硬化し、成形加工時に割れ発生の原因となる。またSi含有量が増加すると製造過程で鋼板表面にスケール疵が発生する傾向を示し、表面品質の低下を招く。Siを添加する場合は0.40質量%以下の含有量に抑えるのがよい。加工性を特に重視する用途ではSi含有量は0.1質量%以下とすることが望ましい。

【0028】Mnは、鋼板の焼入れ性を高め、強靱化にも有効な添加元素である。十分な焼入れ性を得るために

は0.3質量%以上の含有が望ましい。しかし、1.0質量%を超えて多量に含有させるとフェライトが硬化し、加工性の劣化を招く。そこで、Mnは0.3~1.0質量%の範囲で含有させることが望ましい。

【0029】Crは、焼入れ性を改善するとともに焼戻し軟化抵抗を大きくする元素である。しかし、1.2質量%を超える多量のCrが含まれると後述の3段階焼鈍を施しても軟質化しにくく焼入れ前のプレス成形性や加工性が劣化する場合がある。したがってCrを添加する場合は1.2質量%以下の範囲とするのがよい。

【0030】Moは、少量の添加でCrと同様に焼入れ性・焼戻し軟化抵抗の改善に寄与する。しかし、0.3質量%を超える多量のMoが含まれると3段階焼鈍を施しても軟質化しにくく焼入れ前のプレス成形性や加工性が劣化する場合がある。したがってMoを添加する場合は0.3質量%以下の範囲とするのがよい。

【0031】Cuは、熱延中に生成する酸化スケールの剥離性を向上させるので、鋼板の表面性状の改善に有効である。しかし、0.3質量%以上含有させると溶融金属脆化により鋼板表面に微細なクラックが生じやすくなるので、Cuを添加する場合は0.3質量%以下の範囲とするのがよい。Cu含有量の好ましい範囲は0.10~0.15質量%である。

【0032】Niは、焼入れ性を改善するとともに低温脆性を防止する元素である。またNiは、Cu添加によって問題となる溶融金属脆化の悪影響を打ち消す作用を示すので、特にCuを約0.2%以上添加する場合にはCu添加量と同程度のNiを添加することが極めて効果的である。しかし、2.0質量%を超える多量のNiが含まれると3段階焼鈍を施しても軟質化しにくく焼入れ前のプレス成形性や加工性が劣化する場合がある。したがってNiを添加する場合は2.0質量%以下の範囲とするのがよい。

【0033】次に、熱処理による炭化物形態のコントロールについて説明する。一般的に、鋼を A_{c1} 点以上の温度に加熱すると炭化物のうち微細なものはオーステナイト中に固溶し、その後 A_{r1} 点以下の温度に冷却すると再び炭化物として析出する。その際、 A_{c1} 点以上で未溶解炭化物をある程度多く残存させることが可能であれば、 A_{r1} 点以下への冷却速度を遅くしたとき、オーステナイト中に固溶したCはパーライトを生成せず未溶解炭化物を核として析出するので、焼鈍後の炭化物の球状化率は高くなる。またこの場合、 A_{c1} 点以上における未溶解炭化物の数は焼鈍前より減少しており、冷却速度が遅いと新たに核生成しないので、焼鈍後の炭化物数は焼鈍前より減少することになり、結果的に炭化物間距離は長くなる。

【0034】しかしながら、 A_{c1} 点以上の温度域は、平衡的には鋼の炭化物がすべて固溶する領域である。このため、一般的な焼鈍では A_{c1} 点以上で未溶解炭化物を

る程度多く残存させることは困難である。結局、析出核の数が不足し、 A_{r1} 点以下への冷却過程で、オーステナイト中に固溶したCはラメラ間隔の広い再生パーライトとして析出することになる。その結果、炭化物の球状化率は極めて低くなり、伸びフランジ性の優れた鋼板は得られない。

【0035】本発明者らは、 A_{c1} 点以上へ加熱する前に、予め A_{c1} 点未満の特定温度域で一定時間以上加熱する処理を行えば、熱延および冷延を経た鋼であっても、 A_{c1} 点以上の温度域において未溶解炭化物を適切量残存させることが可能であること、および、 A_{r1} 点以下への冷却後に特定温度域で特定時間保持することによって、伸びフランジ性が向上する炭化物分散形態が実現できることを知見した。

【0036】〔1段目の加熱〕1段目の加熱の目的は、 A_{c1} 点未満の温度に鋼板を保持し、熱間圧延で生成したパーライトを分断して、炭化物（セメントイト）の球状化を図ることである。分断された炭化物は比較的細かいものの、球状化の進行より炭化物単位体積当たりの表面積が減少するので、結果的に2段目の A_{c1} 点以上の加熱時に、炭化物/オーステナイト界面面積の減少効果で炭化物の固溶を遅らせることができる。パーライトの分断・球状化反応促進のためには A_{c1} 点未満の範囲でなるべく高温が望ましい。 $A_{c1}-50^{\circ}\text{C}$ より低温では球状化が十分に進まない。一方、 A_{c1} 点以上になると界面面積の大きい熱延パーライトは容易にオーステナイトに固溶してしまうので目的が達成できない。したがって1段目の加熱温度は $A_{c1}-50^{\circ}\text{C}\sim A_{c1}$ 未満の温度範囲とした。また、その温度範囲での保持時間が0.5時間未満では球状化が十分に図れないので、1段目の加熱保持時間は0.5時間以上とした。保持時間の上限は特に規定する必要はないが、工業的な実施を考慮したとき8時間以内とすることが望ましい。なお、この1段目の加熱を行った後は、そのまま昇温して2段目の加熱を実施してもよいし、一旦常温まで冷却したのち改めて昇温して2段目の加熱に供してもよい。設備の都合等により1回の加熱で0.5時間以上の保持時間を確保できないときは、この1段目の加熱を複数回に分けて行ってもよい。その場合は上記温度範囲内での保持時間がトータル0.5時間以上となるようにする。

【0037】〔2段目の加熱〕2段目の加熱の目的は、1段目の加熱を経た鋼板を A_{c1} 点以上の温度に保持し、オーステナイト化した部分において微細な炭化物を固溶・消失させるとともに比較的大きな球状炭化物を未溶解のまま残すこと、および、フェライトが存在する場合にはその部分の炭化物をオストワルド成長させることである。つまり、続く3段目の加熱で炭化物析出の核となるべき未溶解炭化物の数および分散状態を決定付ける工程である。加熱温度が A_{c1} 点未満ではオーステナイトが生成しない。一方、 $A_{c1}+100^{\circ}\text{C}$ の温度を超えると、1段

目の加熱で炭化物が球状化されていても、その多くはオーステナイト中に固溶・消失し、未溶解炭化物の数が少なくなりすぎるか、または存在しなくなる。そうなると3段目への冷却過程で再生パーライトが生成し、伸びフランジ性を十分改善するに足る高い炭化物球状化率と長い平均炭化物間距離が実現できない。加熱保持時間が0.5時間未満ではオーステナイト中への微細炭化物の固溶が不十分であり、20時間を超える長時間加熱ではより平衡状態に近づくため未溶解炭化物の数が減少しすぎる。したがって、2段目の加熱は $A_{r1} \sim A_{r1} + 100^\circ\text{C}$ の温度範囲で0.5~20時間保持することとした。

【0038】〔3段目の加熱〕3段目の加熱の目的は、1段目~2段目の加熱を経た鋼板を A_{r1} 点以下の温度に保持し、2段目の温度からの冷却でオーステナイト→フェライト変態に伴ってオーステナイトから吐き出されるCを未溶解炭化物を核として析出させるとともに、これらの炭化物をオストワルド成長させることである。つまり、炭化物の数は2段目の加熱で残存させた未溶解炭化物の数をほぼそのまま維持し、かつ炭化物の球状化率を高める工程である。保持温度が A_{r1} 点以下でないとオーステナイト→フェライト変態が起こらない。また、保持温度が $A_{r1} - 80^\circ\text{C}$ より低温の場合や、保持時間が2時間未満では、オストワルド成長が十分進まない。ただし、保持時間が60時間を超えてもその効果が飽和し、工業的なメリットはない。したがって、3段目の加熱は $A_{r1} - 80^\circ\text{C} \sim A_{r1}$ の温度範囲で2~60時間保持することとした。

【0039】〔2段目の保持温度から3段目の保持温度への冷却速度〕この冷却速度が速いとオーステナイトの過冷度が大きくなり、再生パーライトが生成しやすくなる。再生パーライトの生成を十分抑制するためには冷却速度を $30^\circ\text{C}/\text{h}$ 以下とする必要がある。一方、冷却速度を $5^\circ\text{C}/\text{h}$ より遅くしても再生パーライト抑制効果は飽和し、工業的なメリットがない。したがって、当該冷却速度は $5 \sim 30^\circ\text{C}/\text{h}$ に規定した。

【0040】次に、熱延鋼板の金属組織について説明する。本発明において、熱延鋼板の金属組織は、実質的にフェライト+パーライト組織、すなわち、ベイナイトを含まない初析フェライト+パーライト組織であることが望ましい。これは、1段目の加熱保持において、ベイナイトはパーライトに比べて炭化物粒径がより微細になり、2段目の加熱で残留する未溶解炭化物の数が不足するためである。

【0041】熱延鋼板の初析フェライト面積率(%)を高くすることも、2段目の加熱で未溶解炭化物を適正量残留させるうえで有利である。初析フェライト面積率(%)が高くなると、パーライトコロニー全体でのC濃度が高くなるので、パーライト中のセメンタイトラメラが厚くなり、1段目の加熱で炭化物粒径を比較的大きくすることができからである。実験の結果、熱延鋼板における

初析フェライト面積率(%)が、下記(1)式で定まるF値以上の値になるように調製されているとき、より良好な伸びフランジ性が得られることがわかった。

$$F = 0.4 \times (1 - \text{質量}\% \text{C} / 0.8) \times 100 \quad \cdots (1)$$

ここで、「 $(1 - \text{質量}\% \text{C} / 0.8) \times 100$ 」は、平衡論的に析出する初析フェライト面積率である。(1)式は、実際に存在する熱延鋼板中の初析フェライト量が、平衡論的な初析フェライト量の40%以上の量であることが望ましいことを意味する。熱延鋼板中の初析フェライト面積率(%)は、鋼板断面の金属組織観察(例えば走査電子顕微鏡観察)において、観察視野内の初析フェライト面積を測定し、観察視野面積に占める初析フェライト面積の割合として求めることができる。

【0042】熱延鋼板のパーライトラメラ間隔を大きくすることも、2段目の加熱で未溶解炭化物を適正量残留させるうえで有利である。先に定義した〔パーライトラメラ間隔〕を $0.1 \mu\text{m}$ 以上としたとき、1段目の加熱で球状化炭化物の粒径が適度に大きくなり、結果的に高い伸びフランジ性が得られる。

【0043】加工用素材の各種板厚要求に対応するためには、冷間圧延工程の採用が非常に有利となる。また、一般的に熱延鋼板を焼鈍前に冷間圧延すると、導入された加工ひずみによって焼鈍時に再結晶が促進され、冷間圧延を施さなかった場合に比べ軟質なもの得られる。本発明では、この軟質化の効果を享受することができる。特に3段階焼鈍の1段目の加熱において、加工ひずみによりパーライト中の炭化物の析出・球状化が促進されるメリットもある。ただし、本発明者らの調査によると、冷間圧延率が10%程度のときには、冷間圧延を施さなかった場合(以下、「冷間圧延率が0%」という)よりむしろ焼鈍後の硬度が上昇する現象がみられた。冷間圧延率が15%になると、ようやく冷間圧延率が0%のものとはほぼ同等の硬度にもどり、さらに冷間圧延率を増すと冷間圧延率0%のものより大幅に軟質なもの得られる。しかし、冷間圧延率が30%を超えると軟質化の程度は少しずつ小さくなり、50%を超えるとフェライト結晶粒が微細となり、硬さが上昇し、延性の低下が懸念される。したがって、熱延鋼板に対して施す冷間圧延率は、少なくとも15%以上とする必要があるが、50%以下の範囲とすることが望ましい。

【0044】以上のようにして、伸びフランジ性の高い中・高炭素鋼板が得られる。具体的には本発明の熱処理後の金属組織が、例えば、炭化物の球状化率が90%以上であり、平均炭化物粒径が $0.4 \sim 1.0 \mu\text{m}$ の範囲となることが望ましい。本発明によってこのような望ましい金属組織を得ることが可能である。

【0045】ここで、炭化物の球状化率は、鋼板断面の金属組織観察(例えば走査電子顕微鏡観察)において炭化物の最大長さaとその直角方向における最大長さbの比(a/b)が3未満のものを「球状化した炭化物」とし

てカウントし、測定炭化物総数に対する前記「球状化した炭化物」の割合で表したものを意味する。ただし、観察視野は炭化物総数が300個以上となる領域とする。

【0046】平均炭化物粒径は、鋼板断面の金属組織観察において、観察視野内の個々の炭化物について測定した円相当径を全測定炭化物について平均した値を意味する。ただし、観察視野は炭化物総数が300個以上となる領域とする。

【0047】

【実施例】【実施例1】表1に、供試鋼板の化学成分、 A_{c1} 変態点、 A_{r1} 変態点、および焼入れ硬さを示す。 A_{c1} 変態点および A_{r1} 変態点は、直径5mm×長さ10mmの供*

* 試鋼試験片を「10℃/hで昇温→900℃で10分間保持して完全にオーステナイト化→10℃/hで冷却」というヒートパターンで加熱・冷却しながら試験片の収縮・膨張を測定し、その収縮・膨張曲線の変化から求めた。焼入れ硬さは、熱延材をそのまま A_{c1} 変態点以上である900℃で5分間保持した後水焼入れした場合の硬さを示した。この焼入れ硬さは一般的な焼入れ処理によって鋼材本来の硬度を比較したものであり、本発明に係る3段階焼鈍後の焼入れ性を示すものではない。

【0048】

【表1】

区 分	鋼種	化 学 成 分 (mass%)										変態点(℃)		焼入れ硬さ (Hv)
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Ni	Ti	A_{c1}	A_{r1}	
比較鋼	A	0.08	0.20	0.61	0.009	0.010	0.04	—	—	—	0.024	707	695	272
本発明対象鋼	B	0.35	0.19	0.85	0.012	0.008	0.03	—	—	—	0.034	711	702	610
本発明対象鋼	C	0.59	0.23	1.36	0.010	0.013	0.15	—	—	—	0.040	706	697	820
本発明対象鋼	D	0.72	0.22	0.81	0.008	0.005	0.13	—	0.11	0.07	0.031	713	703	855
本発明対象鋼	E	0.61	0.17	0.37	0.019	0.004	0.15	—	—	—	0.018	712	702	823
本発明対象鋼	F	0.36	0.22	0.76	0.014	0.007	1.02	0.25	—	—	0.021	731	712	611
比較鋼	G	0.89	0.25	0.59	0.011	0.009	0.08	—	—	—	0.026	704	698	860

【0049】表1のうちA鋼は、C含有量が0.08質量%と低いので、焼入れ後の硬さが低く、機械部品として必要な硬度が得られないものであった。そこで、A鋼を除く鋼について、仕上圧延の最終パス温度850℃、巻取温度620℃の条件で熱間圧延を行った後、種々の冷間圧延率で圧延して2.3mm厚の鋼板に仕上げ、次いで種々の条件で焼鈍を施した。焼鈍後の鋼板について、引張試験、切欠引張試験、穴抜き試験を実施した。

【0050】引張試験は、JIS 5号引張試験片を用い、平行部の標点間距離を50mmとして行った。切欠引張試験は、JIS 5号引張試験片の平行部長手方向中央位置における幅方向両サイドに開き角45°、深さ2mmのVノッチを形成した試験片を用いて引張試験を行う方法で行った。Vノッチ部を挟む標点間距離5mmに対する伸び率を

破断後に求め、その伸び率を切欠引張伸び E_{lv} とした。穴抜き試験は、150mm角の鋼板の中央部にクリアランス20%にて10mm(d_0)の穴を打抜いた後、その穴部について、50mmφ球頭ポンチにて押し上げる方法で行い、穴周囲に板厚を貫通する亀裂が発生した時点での穴径 d を測定して、次式で定義される穴抜き率 λ (%)を求めた。

$$\lambda = (d - d_0) / d_0 \times 100$$

これら E_{lv} 値および λ 値は局部延性を表す指標であり、伸びフランジ性を定量的に評価し得るものである。これらの試験結果を焼鈍条件と併せて表2に示す。

【0051】

【表2】

No.	区 分	鋼種	冷間 圧延 率 (%)	焼 鈍 条 件								引 張 試 験		切欠引張試験	穴拡張試験
				1 段目		2 段目		3 段目への 冷却速度		3 段目		T S (N/mm ²)	T. E l (%)	E l v 10mm (%)	λ (%)
				温度 (℃)	時間 (h)	温度 (℃)	時間 (h)	冷却速度 (℃/h)	温度 (℃)	時間 (h)	温度 (℃)				
1	比較例	B	10*									497	31.7	23	34
2	本発明例	B	20	690	6	730	10	10	690	15		425	41.1	46	64
3	本発明例	D	20									502	36.9	37	42
4	本発明例	B	15									432	40.6	44	61
5	本発明例	D	15	670	10	770	5	20	675	5		514	34.8	35	41
6	比較例	G*	15									562	29.9	28	32
7	本発明例	B	30	690	2	740	15	15	640	10		436	39.9	44	60
8	本発明例	D	30									507	34.3	36	41
9	本発明例	B	35									434	40.4	45	59
10	本発明例	C	30	700	4	750	10	5	660	20		503	36.2	39	53
11	本発明例	E	30									507	35.7	47	61
12	本発明例	B	40	700	15	790	3	10	700	50		438	39.8	43	58
13	本発明例	F	40									457	36.0	39	49
14	比較例	B	20	725*	4	730	4	10	670	15		449	37.2	31	37
15	比較例	B	20	700	4	830*	3	10	670	15		465	36.5	27	36
16	比較例	B	20	700	4	730	40*	10	670	15		476	33.9	24	34
17	比較例	B	20	700	4	730	5	50*	670	15		480	32.7	24	33
18	比較例	B	20	700	4	730	5	10	715*	15		473	34.6	25	37
19	比較例	B	20	700	4	730	5	10	620*	15		464	35.2	28	35

*: 本発明規定範囲外

【0052】C含有量が0.89質量%と本発明規定範囲を超えているG鋼は、冷延、焼鈍条件を本発明で規定する範囲内としても、E l v値28%、λ値32%と低く、伸びフランジ性は劣っていた(No.6)。C含有量が本発明規定範囲内のB鋼でも、冷延率が10%の場合はE l v値23%、λ値34%と低く、高い伸びフランジ性は得られなかった(No.1)。これに対し、C含有量が本発明規定範囲内のB鋼、C鋼、D鋼、E鋼、F鋼は、本発明で規定する条件で冷延、焼鈍を施した場合、E l v値35%以上、λ値41%以上と、優れた伸びフランジ性を示した。C含有量が本発明規定範囲にあり、かつS含有量が0.01質量%以下に抑えられているF鋼は、C含有量が同等であるC鋼と比べてもさらに高いE l v値・λ値を示しており、非常に優れた伸びフランジ性を有することがわかる。

【0053】次に、C含有量が本発明規定範囲であるB鋼(No.14~19)を例に、焼鈍条件の影響について述べる。1段目の保持温度が本発明規定範囲外である場合(No.14)、2段目の保持温度が本発明規定範囲より高い場合(No.15)、および2段目の加熱時間が本発明規定範囲より長い場合(No.16)は、2段目の加熱保持が *

* 終了する時点での未溶解炭化物が極めて少なくなり、その結果再生パーライトが生成したため、E l v値、λ値ともに低くなった。2段目の保持温度から3段目の保持温度への冷却速度が本発明の規定より速い場合(No.17)、および3段目の保持温度が本発明規定範囲より高い場合(No.18)でも、再生パーライトが生成したため、E l v値、λ値ともに低くなった。3段目の保持温度が本発明規定範囲より低い場合(No.19)は、3段目の加熱段階で炭化物の球状化が進まなかったため、E l v値、λ値ともに低くなった。以上のように、本発明に係るものは比較例のものよりE l v値およびλ値が顕著に向上している。

【0054】〔実施例2〕表1のB鋼を用いて、3段階焼鈍後のE l v値、λ値に及ぼす熱延鋼板の金属組織の影響を調査した。熱延鋼板の金属組織は、熱延最終パス温度、巻取温度をコントロールして変化させた。冷間圧延率、3段階焼鈍条件は本発明規定範囲内とした。その結果を表3に示す。

【0055】

〔表3〕

No.	熱延条件		F 値	熱延組織		冷間 圧延 率 (%)	焼 鈍 条 件						引 張 試 験		切欠引 張試験 E.l.v (%)	穴拡張 試験 λ (%)	
	仕上 n°s*	巻取 温度 (℃)		フェライト 面積率 (%)	パーライト 間隔 (μm)		1 段目		2 段目		冷却 速度*1 (℃/h)	3 段目		T.S (N/mm²)			T.El (%)
							温度 (℃)	時間 (h)	温度 (℃)	時間 (h)		温度 (℃)	時間 (h)				
31	800	450	22.5	17.2	0.06	20	690	6	730	10	10	690	15	478	36.4	36	42
32		550		24.4	0.08									447	38.9	42	56
33	850	620		26.5	0.14									425	41.1	46	64
34		670		37.5	0.31									420	42.0	47	67

*: 最終パスの熱延温度

*1: 3段目への冷却速度

【0056】表3中、No.31は、初析フェライト面積率(%)がF値未満で、かつ、〔パーライトラメラ間隔〕が0.1μm未満のものである。これは、先の表2のデータか

らもわかるように、本発明例の中でもE l v値、λ値が低い部類のものである。No.32は、初析フェライト面積率(%)がF値以上、〔パーライトラメラ間隔〕が依然0.

1 μ m未満のものであるが、E1 ν 値、 λ 値はNo.31よりかなり向上している。No.33~34は、初析フェライト面積率(%)がF値以上、かつ、〔パーライトメラ間隔〕が0.1 μ m以上のものであり、E1 ν 値、 λ 値は非常に高い値になっている。

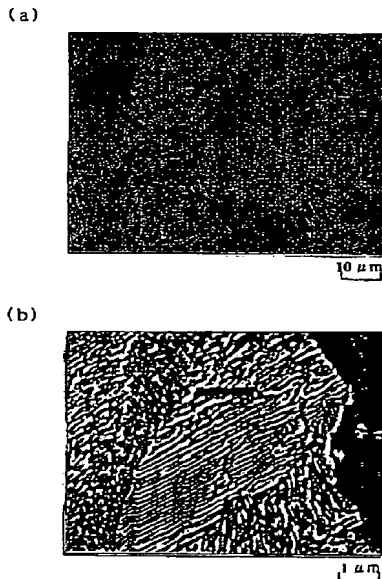
【0057】〔実施例3〕次に、3段階焼鈍後の金属組織（炭化物球状化率、平均炭化物粒径）の及ぼすE1 ν 値、 λ 値、高周波焼入れ性への影響を調べた一例を示す。サンプルとして、表2のNo.2、No.12、No.15を用い、3段階焼鈍後の鋼板断面の金属組織の走査電子顕微鏡観察し、先に述べた手法で炭化物球状化率および平均炭化物粒径を求めた。高周波焼入れ性は、3段階焼鈍後の鋼板を高周波加熱により900℃で10秒間保持した後、水焼入れし、硬さを測定して評価した。この焼入れ硬さによって、部品加工後の焼入れ性が評価できると考えて良い。結果は次のとおりであった。

・〈No.2〉炭化物球状化率：96%，平均炭化物粒径：0.70 μ m，E1 ν 値：46%， λ 値：64%，高周波焼入れ硬さ：Hv 608。

・〈No.12〉炭化物球状化率：91%，平均炭化物粒径：0.55 μ m，E1 ν 値：43%， λ 値：58%，高周波焼入れ硬さ：Hv 605。

・〈No.15〉炭化物球状化率：72%，平均炭化物粒径：*

【図1】



*0.36 μ m，E1 ν 値：27%， λ 値：36%，高周波焼入れ硬さ：Hv 609。

これらの結果は、炭化物の球状化率が高く、かつ平均炭化物粒径が大きいほど、伸びフランジ性が向上することを示している。また、本発明によって高周波焼入れ性にも優れるものが得られることを示している。

【0058】参考のため、図1に、表3のNo.31の熱延鋼板L断面の金属組織写真を示す。図2には、表3のNo.34の熱延鋼板L断面の金属組織写真を示す。いずれも走査電子顕微鏡写真である。

【0059】

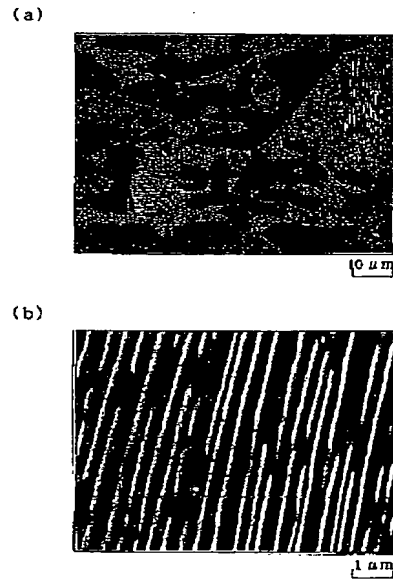
【発明の効果】本発明によれば、冷間圧延を経た鋼板製造プロセスにおいて、伸びフランジ性に優れた加工用中・高炭素鋼板が安定的に作れるようになった。伸びフランジ加工等の厳しい加工に耐え得る中・高炭素鋼板を、多様化する板厚要求に応じて、多くの用途に容易に適用することができるようになった。

【図面の簡単な説明】

【図1】表3のNo.31の熱延鋼板L断面の金属組織写真である。

【図2】表3のNo.34の熱延鋼板L断面の金属組織写真である。

【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 飯原 勝之
広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式
会社技術研究所内

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record.**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☒ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☒ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.